

(19)日本国特許庁 (J P)

(12)公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2000-309848

(P 2 0 0 0 - 3 0 9 8 4 8 A)

(43)公開日 平成12年11月7日(2000.11.7)

(51) Int. Cl. 7

C22C 38/00
C21D 9/46
C22C 38/16
38/58

識別記号

301

F I

C22C 38/00
C21D 9/46
C22C 38/16
38/58

301

W 4K037

T

テーマコード (参考)

審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 9 頁)

(21)出願番号

特願平11-112853

(22)出願日

平成11年4月20日(1999.4.20)

(71)出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72)発明者 横井 龍雄

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(72)発明者 棚橋 浩之

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内

(74)代理人 100074790

弁理士 植名 弘

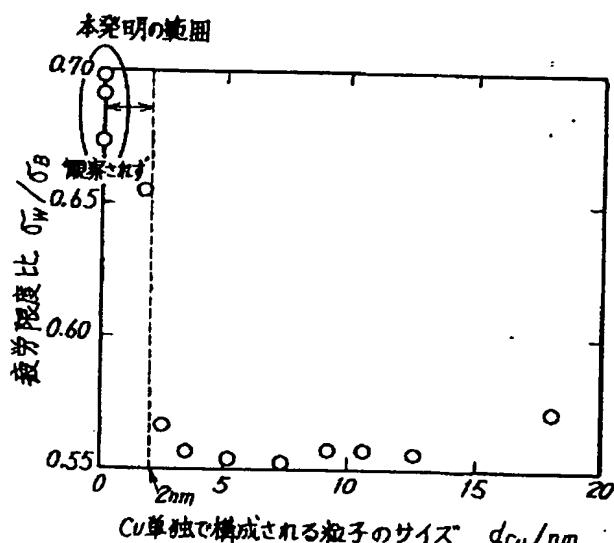
最終頁に続く

(54)【発明の名称】疲労特性に優れた加工用熱延鋼板およびその製造方法

(57)【要約】

【課題】 疲労特性に優れた加工用熱延鋼板およびその製造方法を提供する。

【解決手段】 C: 0.03~0.20%, Cu: 0.2~2.0%, B: 2~20 ppmを含むフェライトを主相とし、マルテンサイトおよびベイナイトを第二相とする複合組織鋼板であり、フェライト相でのCuの存在状態は、Cu単独で構成される粒子の大きさが2 nm以下の固溶状態および/または析出状態であることを特徴とする疲労特性に優れた加工用熱延鋼板、および上記成分の鋼を、Ar, 変態点以上の温度域で熱間仕上圧延を終了し、Ar, 変態点からAr, 変態点までの温度域で1~10秒間滞留し、その後、20°C/s以上の冷却速度で冷却して、350°C以下の巻取温度で巻き取ることを特徴とする上記鋼板の製造方法。



Best Available Copy

【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%にて、
 C: 0.03~0.20%、
 Si: 0.1~1.4%、
 Mn: 0.5~3.0%、
 P: ≤0.02%、
 S: ≤0.01%、
 Al: 0.005~0.1%、
 Cu: 0.2~2.0%、
 B: 0.0002~0.0020%を含み、残部がFe

及び不可避的不純物からなる鋼であって、そのミクロ組織が、フェライトを主相とし、マルテンサイトおよびベイナイトを第二相とする複合組織であり、フェライト相におけるCuの存在状態は、Cu単独で構成される粒子の大きさが2nm以下の固溶状態および/または析出状態であることを特徴とする、疲労特性に優れた加工用熱延鋼板。

【請求項2】 前記鋼が、さらに、質量%にて、
 Ni: 0.1~1.0%

を含有することを特徴とする、請求項1に記載の疲労特性に優れた加工用熱延鋼板。

【請求項3】 前記鋼が、さらに、質量%にて、
 Ca: 0.005~0.02%、
 REM: 0.005~0.2%の一種または二種を含有することを特徴とする、請求項1または請求項2に記載の疲労特性に優れた加工用熱延鋼板。

【請求項4】 前記鋼が、さらに、質量%にて、
 Mo: 0.05~1.0%、
 V: 0.02~0.2%、
 Ti: 0.01~0.2%、
 Nb: 0.01~0.1%、
 Cr: 0.01~1.0%、
 Zr: 0.02~0.2%の一種または二種以上を含有することを特徴とする、請求項1ないし請求項3のいずれか1項に記載の疲労特性に優れた加工用熱延鋼板。

【請求項5】 請求項1ないし請求項4のいずれか1項に記載の成分を有する鋼片の熱間圧延に際し、Ar₁変態点以上で熱間仕上圧延を終了した後、Ar₂変態点からAr₃変態点までの温度域で1~10秒間滞留し、その後、20°C/s以上の冷却速度で冷却して、350°C以下の巻取温度で巻き取り、ミクロ組織が、フェライトを主相とし、マルテンサイトおよびベイナイトを第二相とする複合組織であり、フェライト相におけるCuの存在状態は、Cu単独で構成される粒子の大きさが2nm以下の固溶状態および/または析出状態である鋼板を得ることを特徴とする疲労特性に優れた加工用熱延鋼板の製造方法。

【請求項6】 前記熱間圧延に際し、粗圧延終了後、高圧デスケーリングを行ない、Ar₁変態点以上で熱間仕上圧延を終了することを特徴とする請求項5記載の疲労

特性に優れた加工用熱延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、疲労特性に優れた加工用熱延鋼板およびその製造方法に関するものであり、特に、自動車の足廻り部品やロードホイール等の耐久性と加工性の両立が求められる素材として好適な疲労特性に優れた加工用熱延鋼板およびその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】近年、自動車の燃費向上などのために軽量化を目的として、Al合金等の軽金属や高強度鋼板の自動車部材への適用が進められている。ただ、Al合金等の軽金属は、比強度が高いという利点があるものの、鋼に比較して著しく高価であるため、その適用は特殊な用途に限られてきた。より広い範囲で自動車の軽量化を推進するためには、安価な高強度鋼板の適用が強く求められている。一般に、材料は、高強度になるほど延性が低下して加工性(成形性)が悪くなるばかりでなく、切り欠き感受性も高くなる。そのため、複雑な形状をしている自動車の足廻り部品等への高強度鋼板の適用にあたっては、その成形性だけでなく、疲労耐久性も重要な検討課題となる。

【0003】加工性に優れた高強度熱延鋼板として、特に、低降伏比でかつ延性の優れた高強度鋼板を、フェライトとマルテンサイトを主体とするミクロ組織で得る発明が、例えば、特開昭58-6937号公報や特開昭60-121225号公報等で開示されている。また、特に、伸びフランジ性(穴抜け性)の優れた高強度鋼板

を、フェライトとベイナイトを主体とするミクロ組織で得る発明が、例えば、特開昭57-145965号公報や特開昭61-96057号公報等で開示されている。さらにまた、これらの特性を兼ね備えた高強度鋼板を、フェライト、ベイナイトとマルテンサイトを主体とするミクロ組織で得る発明が、例えば、特開平3-264645号公報、特開平3-264646号公報、特開平3-277740号公報等で開示されている。

【0004】また、疲労特性に優れた高強度熱延鋼板としては、特開平4-337026号公報、特開平6-145792号公報、特開平8-60240号公報等で、疲労特性を向上させるために特定の添加元素に注目して、Pの固溶強化および/またはCuの析出強化を利用する発明が開示されている。すなわち、上記の特開平4-337026号公報には、フェライト結晶粒のサイズを最適化し、第二相であるマルテンサイト、ベイナイトおよびオーステナイトの体積分率を最適化して下限界応力拡大係数範囲を高め、Pの固溶強化とCuの析出強化によって疲労限度比を向上させる技術が開示されている。

【0005】また、特開平6-145792号公報で

は、ミクロ組織をフェライト、ベイナイトおよびマルテンサイトの三相とし、それぞれの相の体積分率を規定して強度と伸びフランジ性を確保するとともに、Cuの析出強化によって疲労特性を向上させる技術が開示されている。さらに、特開平8-60240号公報では、ミクロ組織をフェライト、ベイナイトおよびマルテンサイトの三相とし、それぞれの相の体積分率を規定して強度延性バランスを確保し、巻取温度を400°C以上としてCuの析出強化によって疲労特性を向上させる技術が開示されている。

【0006】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、ロードホイールのディスク等の一部の部品においては、伸び、低降伏比等の加工性とともに疲労耐久性が大変に重要であり、上記従来技術では、満足する特性が得られないといわざるを得ない。すなわち、上記特開平4-337026号公報に記載の発明では、結晶粒界に偏析し粒界脆化を引き起こすPが0.03~0.15%添加されることが必須であるため、疲労破壊の起点となる粒界破壊が起きた場合、疲労特性が著しく劣化する可能性がある。

【0007】さらに、同文献には、Pによる粒界脆化等を抑制するBの添加については何も記載されていない。また、上記特開6-145792号公報に記載の発明では、Siの添加が1.5%以上に限定されているため、鋼板の表面性状が悪くなり疲労強度が低下する可能性がある。さらに、上記特開平8-60240号公報に記載の発明では、巻取温度を400°C以上と規定しているため、ミクロ組織に多量のベイナイトやバーライトが生成し、十分なマルテンサイトを得られず低降伏比でないばかりか、十分な疲労限度比が得られない。そこで、本発明は、疲労特性と加工性を両立させるための鋼板特性とその製造方法を明らかにして、上記従来技術の課題を有利に解決できる、疲労特性に優れた加工用熱延鋼板およびその製造方法を提供することを目的とするものである。

【0008】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、現在通常に採用されている連続熱間圧延設備により工業的規模で生産されている熱延鋼板の製造プロセスを念頭において、熱延鋼板の疲労特性と加工性の両立を達成すべく鋭意研究を重ねた。その結果、固溶しているCuもしくはCu単独で構成される粒子サイズが2nm以下のCu析出物が疲労特性向上に非常に有効であり、かつ加工性も損なわないと見出し、本発明をなしたものである。

【0009】以下に、本発明に至った基礎研究結果について説明する。まず、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子サイズの疲労特性に及ぼす効果についての調査を行った。そのための供試材は、次のようにして準備した。すなわち、0.05%C-1.0%Si-

1.4%Mn-1.0%Cu-0.5%Ni-0.003%Bに成分調整し溶製した鉄片を熱間圧延して常温で巻き取った鋼板を、100~600°Cで1時間等温保持した後、炉冷する熱処理を施し、ミクロ組織が、フェライトを主相とし、マルテンサイトおよびベイナイトを第二相とする複合組織を有し、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子のサイズを変化させた鋼板を得た。なお、ここでの第二相は、主としてマルテンサイトおよびベイナイトであるが、一部残留オーステナイトを含むことも許容されるものである。

【0010】これらの鋼板について疲労試験を行った結果を、図1に示す。この結果より、フェライト相とマルテンサイト相およびベイナイトからなり、一部残留オーステナイトを含む複合組織からなる鋼板において、そのフェライト相におけるCu単独で構成される粒子の平均サイズと疲労限度比には強い相関があり、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子の平均サイズが2nm以下で疲労限度比が著しく向上することを新規に知見した。

【0011】このメカニズムは必ずしも明らかではないが、固溶しているCuもしくはCu単独で構成される粒子サイズが2nm以下のCu析出物はフェライトにおいて繰返し荷重下での交差すべりを抑制し、繰返し荷重による表面のすべりステップの形態を粗で深い状態から密で浅い状態に変化させ、そこでの応力集中が緩和されたために疲労き裂の発生抵抗を向上させると推測される。また、熱間圧延条件等を制限することによって、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子の平均サイズが2nm以下という鋼板を製造できることも新たに知見した。

【0012】次に、B元素の疲労特性に及ぼす効果についての調査を行った。そのための供試材は、次のようにして準備した。すなわち、0.05%C-1.0%Si-1.4%Mn-0.5%Ni鋼をベースにして、1.0%のCuを添加した鋼とCuを添加しない鋼に、さらに、B含有濃度を変化させた鋼を成分調整し溶製した鉄片を、熱間圧延して常温で巻き取り、ミクロ組織が、フェライトを主相とし、マルテンサイトおよびベイナイトを第二相とする複合組織を有する鋼板を得た。これらの40鋼板について疲労試験を行った結果を、図2に示す。この結果より、1.0%のCuを添加した鋼に限り、B含有濃度と疲労限度比に強い相関があり、さらに、Bの含有濃度が2ppm以上で疲労限度比が著しく向上することを新規に知見した。

【0013】なお、引張試験による機械的性質については、JIS Z 2201記載の5号試験片にて、JIS Z 2241記載の試験方法で測定した。また、鋼板の疲労特性は、図3に示すような板厚3.0mm、長さ98mm、幅38mm、最小断面部の幅が20mm、50切り欠きの曲率半径が30mmである疲労試験片を用

い、完全両振りの平面曲げ疲労試験によって得られた2×10⁴回での疲労強度 σ_W を鋼板の引張り強さ σ_B で除した値(疲労限度比 σ_W/σ_B)で評価した。

【0014】また、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子は、供試鋼の1/4厚のところから透過型電子顕微鏡サンプルを採取し、エネルギー分散型X線分光(Energy Dispersive X-ray Spectroscopic: EDS)や電子エネルギー損失分光(Electron Energy Loss Spectroscopic: EELS)の組成分析機能を加えた、200kVの加速電圧の電界放射型電子銃(Field Emission Gun: FEG)を搭載した透過型電子顕微鏡によって観察した。観察される粒子の組成は、上記EDSおよびEELSによりCu単独であることを確認した。また、本願で規定するフェライト相におけるCu単独で構成される粒子のサイズは、観察される粒子のサイズをそれぞれ測定したものとの一視野での平均の値である。

【0015】本発明は、上記知見により構成したもので、その要旨は、以下の通りである。

(1) 質量%にて、C:0.03~0.20%、Si:0.1~1.4%、Mn:0.5~3.0%、P:≤0.02%、S:≤0.01%、Al:0.005~0.1%、Cu:0.2~2.0%、B:0.0002~0.0020%を含み、残部がFe及び不可避的不純物からなる鋼であって、そのミクロ組織が、フェライトを主相とし、マルテンサイトおよびベイナイトを第二相とする複合組織であり、フェライト相におけるCuの存在状態は、Cu単独で構成される粒子の大きさが2nm以下の固溶状態および/または析出状態であることを特徴とする、疲労特性に優れた加工用熱延鋼板。

【0016】(2) 前記鋼が、さらに、質量%にて、Ni:0.1~1.0%を含有することを特徴とする、上記(1)に記載の疲労特性に優れた加工用熱延鋼板。

(3) 前記鋼が、さらに、質量%にて、Ca:0.005~0.02%、REM:0.005~0.2%の一種または二種を含有することを特徴とする、上記(1)または(2)に記載の疲労特性に優れた加工用熱延鋼板。

(4) 前記鋼が、さらに、質量%にて、Mo:0.05~1.0%、V:0.02~0.2%、Ti:0.01~0.2%、Nb:0.01~0.1%、Cr:0.01~1.0%、Zr:0.02~0.2%の一種または二種以上を含有することを特徴とする、上記(1)ないし(3)いずれか1項に記載の疲労特性に優れた加工用熱延鋼板。

【0017】(5) 前記(1)ないし(4)のいずれか1項に記載の成分を有する鋼片の熱間圧延に際し、Ar₁、変態点以上で熱間仕上圧延を終了した後、Ar₂、変態点からAr₁変態点までの温度域で1~10秒間滞留し、その後、20℃/s以上の冷却速度で冷却して、3

10 50℃以下の巻取温度で巻き取り、ミクロ組織が、フェライトを主相とし、マルテンサイトおよびベイナイトを第二相とする複合組織であり、フェライト相におけるCuの存在状態は、Cu単独で構成される粒子の大きさが2nm以下の固溶状態および/または析出状態である鋼板を得ることを特徴とする疲労特性に優れた加工用熱延鋼板の製造方法。

(6) 前記熱間圧延に際し、粗圧延終了後、高圧デスケーリングを行ない、Ar₁、変態点以上で熱間仕上圧延を終了することを特徴とする前記(5)記載の疲労特性に優れた加工用熱延鋼板の製造方法にある。

【0018】

【発明の実施の形態】以下、本発明を詳細に説明する。まず、本発明の鋼板のミクロ組織およびCuの存在状態について説明する。鋼板のミクロ組織は、優れた加工性を確保するために、フェライトを主相とし、マルテンサイトおよびベイナイトを第二相とする複合組織とする。ただし、第二相には一部残留オーステナイトを含むことを許容するものである。なお、良好な加工性を保証する20 良好な延性を確保するためには、フェライトの体積分率が50%以上でかつベイナイトおよび残留オーステナイトの体積分率の合計が40%以下が好ましい。また、70%以下の低降伏比を得るために、さらに好ましくは25%以下である。ここで、フェライト、ベイナイトおよび残留オーステナイトの体積率とは鋼板の圧延方向断面厚みの1/4厚における光学顕微鏡で200~500倍で観察されたミクロ組織中のそれらの組織の面積分率で定義される。

【0019】また、フェライト相におけるCuの存在状態は、Cu単独で構成される粒子の大きさが2nm以下の固溶状態および/または析出状態とする。これにより、加工性の劣化につながる静的強度の上昇を抑えつつ、すなわち、フェライトとマルテンサイトの複合組織鋼板の優れた加工性を損なうことなく、疲労特性を向上させることができる。一方、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子の大きさが2nm超であると、Cuの析出強化により鋼板の静的強度が著しく上昇するため、加工性が著しく劣化することになる。また、このようなCuの析出強化では、疲労限は静的強度の上昇ほどには向上しないので疲労限度比が低下してしまう。そのため、フェライト相におけるCu単独で構成される粒子の大きさは、2nm以下とする必要がある。

【0020】次に、本発明の化学成分の限定理由について説明する。Cは、0.20%超含有していると加工性及び溶接性が劣化するので、0.20%以下とする。また0.03%未満であると組織中のマルテンサイトおよびベイナイトの体積率が減少し、強度が低下するので0.03%以上とする。Siは、フェライト変態の促進と未変態オーステナイト中のC濃度をあげて複合組織を生成する効果がある。ただし、0.1%未満では、その

効果が失われ、1.4%超添加するとスケールの性状が悪くなるため表面性状が劣化して圧延までの疲労特性が低下する。そこで、Siの含有量は0.1%以上、1.4%以下とする。

【0021】Mnは、目的とする第二相であるマルテンサイトおよびベイナイトを得るために、0.5%以上必要である。また、3.0%超添加するとスラブ割れを生ずるため、3.0%以下とする。Pは、0.02%超添加すると加工性や溶接性に悪影響を及ぼすだけでなく、粒界に偏析して粒界強度を低下させ粒界脆化を起こすので、0.02%以下とする。Sは、多すぎると熱間圧延時の割れを引き起こすので極力低減させるべきであるが、0.01%以下ならば許容できる範囲である。

【0022】Alは、溶鋼脱酸のために0.005%以上添加する必要があるが、あまり多量に添加すると、非金属介在物を増大させ伸びを劣化させるだけでなく、コストの上昇を招くため、その上限を0.1%とする。Cuは、本発明の最も重要な元素一つであり、固溶もしくは2nm以下の粒子サイズに析出させることにより疲労特性を改善する効果がある。ただし、0.2%未満では、その効果は少なく、2.0%を超えて添加しても効果が飽和するので、0.2~2.0%と添加範囲を限定する。

【0023】Bは、本発明の最も重要な元素の一つであり、Cuと複合添加されることによって疲労限を上昇させる効果がある。ただし、0.0002%未満ではその効果を得るために不十分であり、0.002%超添加するとスラブ割れが起こる。よって、Bの添加は、0.0002%以上、0.002%以下とする。Niは、Cu含有による熱間脆性防止のために添加する。ただし、0.1%未満ではその効果が少なく、1.0%を超えて添加してもその効果が飽和するので、0.1~1.0%とする。

【0024】CaおよびREMは、破壊の起点となり、加工性を劣化させる非金属介在物の形態を変化させて無害化する元素である。ただし、0.005%未満添加してもその効果がなく、Caならば0.02%超、REMならば0.2%超添加してもその効果が飽和するのでCa:0.005~0.02%、REM:0.005~0.2%とする。さらに、強度を付与するために、Mo、V、Ti、Nb、Cr、Zrの析出強化もしくは固溶強化元素の一種または二種以上を添加しても良い。ただし、それぞれ、0.05%、0.02%、0.01%、0.01%、0.02%未満ではその効果を得ることができない。また、それぞれ、1.0%、0.2%、0.2%、0.1%、1.0%、0.2%を超え添加してもその効果は飽和する。

【0025】次に、本発明の製造方法の限定理由について、以下に詳細に述べる。本発明では、目的の成分含有量になるように成分調整した溶鋼を鋳込むことによって

得たスラブを、高温鋳片のまま熱間圧延機に直送してもよいし、室温まで冷却後に加熱炉にて再加熱した後に熱間圧延してもよい。再加熱温度については特に制限はないが、1350℃以上であると、スケールオフ量が多量になり歩留まりが低下するので、再加熱温度は1350℃未満が望ましい。熱間圧延工程は、粗圧延を終了後、仕上げ圧延を行うが、最終バス温度(FT)がAr₁、変態点以上の温度域で終了する必要がある。これは、熱間圧延中に圧延温度がAr₁、変態点を切るとフェライト粒にひずみが残留して延性が低下するためである。

【0026】ここで、粗圧延終了後に高圧デスケーリングを行う場合は、鋼板表面での高圧水の衝突圧P(MPa) × 流量L(リットル/cm²) ≥ 0.0025の条件を満たすことが好ましい。鋼板表面での高圧水の衝突圧Pは以下のように記述される。(「鉄と鋼」1991 vol. 77 No. 9 p 1450参照)

$$P(\text{MPa}) = 5.64 \times P_0 \times V/H_1$$

ただし、

P₀(MPa) : 液圧力

20 V(リットル/m²) : ノズル流液量
H(cm) : 鋼板表面とノズル間の距離

【0027】流量Lは以下のように記述される。

$$L(\text{リットル}/\text{cm}^2) = V / (W \times v)$$

ただし、

V(リットル/m²) : ノズル流液量

W(cm) : ノズル当たり噴射液が鋼板表面に当たっている幅

v(cm/m²) : 通板速度

【0028】さらに、仕上げ圧延後の鋼板の最大高さR_yが15μm(15μmRy, 12.5mm, 1n1 2.5mm)以下であることが好ましい。これは、例えば金属材料疲労設計便覧、日本材料学会編、84ページに記載されている通り熱延または酸洗のままの鋼板の疲労強度は鋼板表面の最大高さR_yと相関があることから明らかである。また、その後の仕上げ圧延はデスケーリング後に再びスケールが生成してしまうのを防ぐために5秒以内に行うのが望ましい。

【0029】仕上圧延を終了した後の工程は、まず、Ar₁、変態点からAr₁、変態点までの温度域(フェライトとオーステナイトの二相域)で1~10秒間滞留する。ここでの滞留は、二相域でフェライト変態を促進させるために行うが、1秒未満では、二相域におけるフェライト変態が不十分なため、十分な延性が得られない。一方、10秒超では、パーライトが生成し、目的とするフェライトを主相とし、マルテンサイトおよびベイナイトを第二相とするミクロ組織が得られない。また、1~10秒間の滞留をさせる温度域はフェライト変態を容易に促進させるためAr₁、変態点以上800℃以下が望ましく、そのためには、仕上げ圧延終了後20℃/s以上の冷却速度で当該温度域に迅速に到達させることが好まし

い。

【0030】次に、その温度域から巻取温度 (CT) までは $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 以上の冷却速度で冷却するが、 $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 未満の冷却速度では、パーライトもしくは多量のペイナイトが生成してしまい十分なマルテンサイトが得られず目的とするフェライトを主相とし、マルテンサイトおよびペイナイトを第二相とするミクロ組織が得られない。巻取温度が 350°C 超では、多量のペイナイトが生成して十分なマルテンサイトが得られず目的とするフェライトを主相とし、マルテンサイトおよびペイナイトを第二相とするミクロ組織が得られないだけでなく、巻き取り後に静的強度における析出強化能が大きいサイズの Cu の析出が起こる恐れがあるため、巻取温度は、 350°C 以下と限定する。また、巻取温度の下限値は特に限定する必要はないが、コイルが長時間水漏れの状態にあ

ると鉛による外観不良が懸念されるため、 50°C 以上が望ましい。

【0031】

【実施例】以下に、実施例により本発明をさらに説明する。表1に示す化学成分を有するA～Zの鋼は、転炉にて溶製して、連続鋳造後、表2に示す加熱温度 (SR-T) で再加熱し、粗圧延後に同じく表2に示す仕上げ圧延温度 (FT) で $1.2 \sim 5.4 \text{ mm}$ の板厚に圧延した後、表2に示す時間で滞留後、表2に示す冷却速度 (CR) で冷却し巻取温度 (CT) でそれぞれ巻き取った。なお一部については粗圧延後に高压デスケーリングを行った。ただし、表中の化学組成についての表示は質量%である。

【0032】

【表1】

表 1

鋼	化学組成 (単位: 質量%)										備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	B	その他	
A	0.051	1.02	1.37	0.010	0.001	0.038	0.80	0.05	0.0003		本発明
B	0.058	1.09	1.25	0.018	0.001	0.030	1.84	0.91	0.0011		本発明
C	0.048	0.97	1.44	0.011	0.003	0.029	1.03	0.48	0.0012		本発明
D	0.038	0.20	1.21	0.010	0.002	0.033	0.74	0.20	0.0007		本発明
E	0.064	0.94	1.51	0.031	0.001	0.040	0.80	0.55	0.0003		本発明
F	0.100	1.33	1.24	0.009	0.002	0.023	1.34	0.60	0.0010	Ti:0.11	本発明
G	0.060	1.20	1.51	0.010	0.003	0.045	0.11	0.02	0.0004		比較鋼
H	0.128	1.22	1.24	0.011	0.001	0.033	1.12	0.54	0.0015	Mo:0.12	本発明
I	0.047	1.39	1.22	0.009	0.001	0.026	0.89	0.92	0.0005		本発明
J	0.082	1.13	1.22	0.011	0.002	0.031	1.52	0.75	0.0004	Cr:0.22	本発明
K	0.047	1.11	1.43	0.009	0.001	0.028	0.28	0.02	0.0008		本発明
L	0.080	1.07	1.15	0.016	0.001	0.021	1.64	0.50	0.0008		本発明
M	0.050	1.11	1.36	0.020	0.002	0.042	0.72	0.42	0.0001		比較鋼
N	0.034	1.33	1.52	0.009	0.001	0.045	1.00	0.54	0.0011	Zr:0.05	本発明
O	0.055	1.48	1.51	0.014	0.001	0.041	0.74	0.40	0.0003		比較鋼
P	0.095	0.98	1.05	0.012	0.002	0.020	1.41	0.81	0.0008	Nb:0.03	本発明
Q	0.090	2.30	1.17	0.009	0.002	0.031	0.31	0.03	0.0021	Cr:0.09	比較鋼
R	0.064	1.25	1.43	0.007	0.001	0.025	0.56	0.30	0.0004	REM:0.007	本発明
S	0.101	1.24	1.41	0.008	0.001	0.045	1.38	0.66	0.0008	Ca:0.009	本発明
T	0.039	0.85	0.97	0.011	0.001	0.029	0.58	0.30	0.0003	V:0.10	本発明
U	0.044	0.05	1.48	0.011	0.001	0.033	0.89	0.38	0.0003		比較鋼
V	0.052	1.10	0.34	0.008	0.002	0.039	0.77	0.35	0.0006		比較鋼
W	0.170	1.17	1.55	0.007	0.001	0.040	1.22	0.74	0.0009		本発明
X	0.077	1.00	0.61	0.010	0.002	0.035	1.45	0.07	0.0012		本発明
Y	0.022	1.04	1.21	0.018	0.002	0.020	1.60	0.40	0.0011		比較鋼
Z	0.084	1.12	2.25	0.015	0.001	0.043	1.53	0.64	0.0004		本発明

注) アンダーラインは本発明外

【0033】

【表2】

表 2

鋼	SFT (°C)	IT (°C)	溶着時間 (s)	C ₁ (%)	C ₂ (%)	フェライト (%)	マルテンサイト (%)	ベイナイト (%)	その他 (%)	組織的性質			疲労特性			備 考
										(C ₁) (%)	(C ₂) (%)	(IT) (%)	(C ₁) (%)	(C ₂) (%)	(IT) (%)	
A-1	1100	830	5	30	150	88	8	4	0	396	619	64	35	420	68	0*
A-2	1100	710	5	30	150	89	9	3	2	559	700	80	22	405	58	0*
A-3	1100	830	5	30	550	81	0	13	0	474	635	75	24	395	53	4*
A-4*	1100	830	5	25	300	82	13	5	0	454	697	65	32	450	65	2*
A-5	1100	830	5	25	300	88	0	2	12	500	629	78	29	345	55	2*
B-1	1230	820	6	25	300	73	15	6	0	473	731	65	30	500	68	2*
C-1	1230	840	6	25	300	90	8	2	0	394	608	65	36	400	66	0*
D-1	1230	830	6	25	200	90	8	2	0	376	570	65	37	370	65	0*
E-1	1230	820	6	25	200	85	13	2	0	473	713	65	33	370	72	0*
F-1	1230	820	6	25	200	95	24	7	0	580	822	65	24	585	65	0*
G-1	1250	820	6	25	200	84	11	5	0	481	728	65	20	385	63	0*
H-1	1250	830	6	25	150	64	29	7	0	634	939	65	22	635	65	0*
I-1	1250	820	6	25	150	85	12	3	0	421	644	65	34	425	65	0*
J-1*	1230	840	8	20	150	73	17	10	0	516	833	62	23	555	67	0*
J-2	1230	840	1	20	80	75	19	6	0	537	858	63	24	580	68	0*
J-3	1230	840	16	20	350	64	2	31	3	681	895	74	18	530	59	2*
J-4	1230	840	1	20	350	76	11	13	0	547	845	65	25	595	67	2*
K-1	1230	850	4	20	250	84	12	4	0	417	710	65	20	445	63	0*
L-1	1150	820	9	30	250	44	0	52	4	637	887	71	20	505	57	0*
L-2	1150	820	5	30	250	73	18	9	0	532	838	84	27	550	68	0*
M-1	1230	820	5	30	250	85	11	4	0	438	654	87	31	385	52	0*
N-1	1230	830	5	30	250	89	9	2	0	388	608	94	35	385	64	0*
O-1	1150	830	5	30	300	80	18	2	0	481	767	63	20	430	56	0*
P-1	1150	820	5	30	300	78	17	5	0	497	770	65	28	515	67	2*
Q-1	1100	840	5	30	300	74	22	4	0	548	847	65	25	450	53	0*
R-1	1100	830	5	30	300	84	12	4	0	440	688	94	31	455	66	0*
S-1	1230	830	5	30	300	71	22	7	0	571	890	84	24	805	68	0*
T-1	1230	840	5	30	300	82	6	2	0	381	571	67	38	360	63	0*
U-1	1150	830	5	30	300	82	0	30	18	427	598	73	33	355	60	0*
V-1	1150	850	5	30	300	92	0	8	0	423	573	74	33	340	59	0*
W-1	1150	820	5	30	300	54	28	20	0	694	1012	69	21	670	65	0*
X-1	1100	830	5	30	300	84	12	4	0	498	747	65	28	495	66	0*
Y-1	1100	850	5	30	300	96	0	4	0	386	528	73	39	275	52	3
Z-1	1100	820	5	30	300	73	21	6	0	556	856	65	25	585	65	0*

注1) *: 検査できず
注2) **: アンダーライフは本発明外
注3) ***: 残留オーステナイトも含む
注4) ****: 減圧アースケーリング (条件: P=2.7MPa, L=0.001 リットル/cm³)

40 力限度比 $\sigma W / \sigma B$ で評価した。

【0035】また、フェライト相における Cu 単独で構成される粒子は、供試鋼の 1/4 厚のところから透過型電子顕微鏡サンプルを採取し、エネルギー分散型 X 線分光 (EDS) や電子エネルギー損失分光 (EELS) の組成分析機能を加えた、200 kV の加速電圧の電界放射型電子錐 (FEG) を搭載した透過型電子顕微鏡によって観察した。観察される粒子の組成は、上記 EDS および EELS により Cu 単独であることを確認した。また、本願で規定するフェライト相における Cu 単独で構成される粒子のサイズは、観察される粒子のサイズをそ

それぞれ測定したもののその一視野での平均の値である。

【0036】本発明に沿うものは、鋼A-1、A-4、B-1、C-1、D-1、F-1、H-1、I-1、J-1、J-2、J-4、K-1、L-2、N-1、P-1、R-1、S-1、T-1、W-1、X-1、Z-1の21鋼であり、主相であるフェライトにおけるCu単独で構成される粒子の大きさが2nm以下である疲労特性に優れた加工用熱延鋼板が得られている。

【0037】上記以外の鋼は、以下の理由によって本発明の範囲外である。すなわち、鋼A-2は、仕上圧延終了温度(FT)が本発明の範囲外であるためフェライト粒にひずみが残留して延性が低下するだけでなく低降伏比(YR)も得られていない。鋼A-3は、熱間圧延後の巻取温度(CT)が本発明の範囲外であるため目的とする第二相のマルテンサイトを十分に得られない。また、Cu単独で構成される粒子の大きさが2nm以上になる。そのため十分な疲労限度比(σ_W/σ_B)が得られていない。鋼A-5は、滞留後の冷却速度(CR)が本発明の範囲外であるためパーライトが生成してしまい目的とするフェライトを主相とし、マルテンサイトおよびベイナイトを第二相とするミクロ組織が得られず低降伏比(YR)で十分な疲労限度比も得られていない。

【0038】鋼E-1は、Pの含有量が本発明の範囲外であるためPが粒界に偏析して粒界強度を低下させるため十分な疲労限度比が得られていない。鋼G-1は、Cuの含有量が本発明の範囲外であるため疲労特性を改善する効果が少なく十分な疲労限度比が得られていない。鋼J-3および鋼L-1は、仕上圧延後の滞留時間が本発明の範囲外であるため目的とするフェライトを主相とし、マルテンサイトおよびベイナイトを第二相とするミクロ組織が得られず低降伏比で十分な疲労限度比も得られていない。鋼M-1は、Bの含有量が本発明の範囲外

であるのでCuと複合添加されることで発現する疲労特性向上効果を得ることができず十分な疲労限度比も得られていない。

【0039】鋼O-1、鋼Q-1は、Si含有量が本発明の上限を超えておりスケールの性状が悪くなり表面性状が劣化するため十分な疲労限度比が得られていない。鋼U-1は、Siの含有量が本発明の下限を割っているためフェライト変態の促進効果と未変態オーステナイト中のC元素の濃化による複合組織の生成効果が得られず目的とするフェライトを主相とし、マルテンサイトおよびベイナイトを第二相とするミクロ組織が得られず十分な疲労限度比も得られていない。鋼V-1は、Mnの含有量が本発明の範囲外であるため目的とする第二相のマルテンサイトを十分に得られず低降伏比も得られていない。鋼Y-1は、Cの含有量が本発明の範囲外であるためミクロ組織中のマルテンサイトの体積率が十分でなく低降伏比で十分な疲労限度比も得られていない。

【0040】

【発明の効果】以上詳述したように、本発明は、疲労特性に優れた加工用熱延鋼板およびその製造方法を提供するものであり、これらの熱延鋼板を用いることにより、伸びを始めとする加工性を十分に確保しつつ疲労特性の大幅な改善が期待できるため、本発明は、工業的価値が高い発明であると言える。

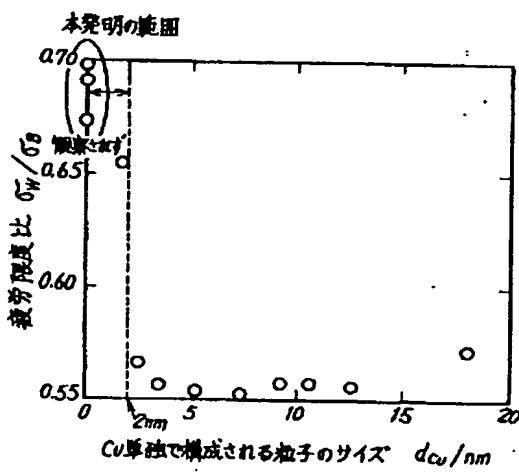
【図面の簡単な説明】

【図1】本発明に至る予備実験の結果を、Cu単独で構成される粒子の大きさと疲労限度比の関係で示す図である。

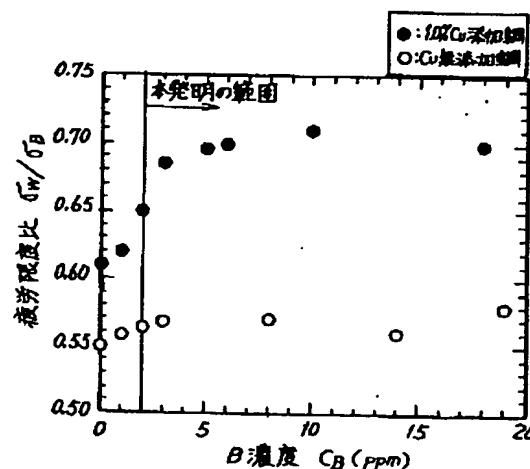
【図2】本発明に至る予備実験の結果を、B元素の濃度と疲労限度比の関係で示す図である。

【図3】疲労試験片の形状を説明する図である。

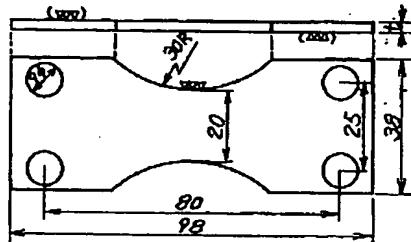
【図1】



【図2】



【図 3】



フロントページの続き

(72)発明者 高橋 学

千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

F ターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA09
EA11 EA13 EA15 EA16 EA17
EA19 EA20 EA23 EA25 EA27
EA28 EA31 EA32 EA35 EA36
EB11 FA02 FA03 FC03 FC07
FD03 FD04 FD08 FE01 FE06

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning
Operations and is not part of the Official Record**

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- BLACK BORDERS**
- IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**
- FADED TEXT OR DRAWING**
- BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING**
- SKEWED/SLANTED IMAGES**
- COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS**
- GRAY SCALE DOCUMENTS**
- LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT**
- REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY**
- OTHER:** _____

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.